



Modélisation de la fissuration à chaud en soudage d'un acier inoxydable austénitique

Gonghao Qiu, Jean-Michel Carpreau, Michel Bellet, Angles Jean

► To cite this version:

Gonghao Qiu, Jean-Michel Carpreau, Michel Bellet, Angles Jean. Modélisation de la fissuration à chaud en soudage d'un acier inoxydable austénitique. 10e colloque national en calcul des structures, May 2011, Giens, France. 8 p. ; Clé USB. hal-00592742

HAL Id: hal-00592742

<https://hal.science/hal-00592742>

Submitted on 3 May 2011

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

Modélisation de la fissuration à chaud en soudage d'un acier inoxydable austénitique

Gonghao Qiu¹, Jean-michel Carpreau², Michel Bellet³, Jean Angles⁴

¹ EDF R&D- Ecole des Mines (option matériaux),

² LaMSID UMR EDF-CNRS-CEA 2832, jean-michel.carpreau@edf.fr

³ CEMEF – MINES ParisTech, UMR CNRS 7635, Sophia Antipolis, michel.bellet@mines-paristech.fr

Résumé — Cette contribution présente les résultats numériques et expérimentaux d'une étude sur la modélisation de la fissuration à chaud. Les résultats numériques issus de Code_Aster complètent ainsi les essais JWRI permettant d'identifier les critères de fissuration à chaud. Cette étude fait ressortir une chute de ductilité critique de l'ordre de 1,5% (Modèle macroscopique basée sur la mécanique des solides).

Mots clefs — Soudage, fissuration à chaud, modélisation, acier inoxydable austénitique, Code_Aster

1 Introduction

Lors de la fabrication ou de la réparation de certains composants par soudage TIG, des problèmes de fissuration à chaud peuvent apparaître. Classiquement, des essais de soudabilité sont réalisés en laboratoire afin de définir des paramètres opératoires (énergie de soudage, composition de l'apport, etc.) permettant de minimiser le risque d'apparition de défaut et en particulier de phénomène de fissuration à chaud (FAC). Malheureusement, ces essais ne couvrent pas l'ensemble des configurations possibles et ne garantissent pas par conséquent d'une part l'absence de fissuration sur site et d'autre part l'optimisation des paramètres.

Les progrès actuels de la modélisation et la simulation du soudage permettent d'envisager, à terme, l'utilisation des modèles prédictifs. L'objectif de cette contribution est de présenter un modèle thermomécanique local qui pourrait prédire le risque de fissuration à chaud. Il est basé sur un critère thermomécanique en déformation associé à une analyse complémentaire du critère par une approche phénoménologique de type RDG. Ces critères ont été établis au moyen d'une approche couplée : « essais instrumentés et simulation numérique ». Le code utilisé dans cette étude est Code_Aster (code de calcul thermomécanique développé par EDF R&D et proposé en open source [7]).

Après avoir rapidement rappelé le mécanisme de la fissuration à chaud en solidification et les modèles retenus dans le cadre de cette étude (§2), les résultats expérimentaux seront présentés (§3, dispositif expérimental et expertise métallurgique). Ensuite, une présentation des données d'entrées principales du calcul thermomécanique (§4, source thermique et loi de comportement) sera faite, pour enfin terminer par la détermination (§5) et l'analyse (§6) des critères de fissuration à chaud.

2 Mécanisme et modélisation de la fissuration à chaud

2-1 Mécanisme de la fissuration à chaud

La fissuration à chaud en solidification apparaît en fin de solidification, dans la zone de transition pâteuse [1]. Elle résulte d'une chute de ductilité dans le matériau présentant une fraction solide élevée (fin de solidification). La zone de risque (BTR – Brittleness Temperature Range) est comprise entre

une température correspondant à une fraction solide où le réseau dendritique commence à transmettre les efforts mais sans grande rigidité (température de cohérence) et une température où le réseau est suffisamment rigide pour transmettre les efforts (température de coalescence).

2-2 Modélisation de la fissuration à chaud

2.-2-2 Modèle macroscopique basé sur la mécanique des solides

Les modèles sont basés sur la prise en compte du chargement mécanique au niveau du squelette dendritique. L'analyse de la littérature montre que la fissuration est un phénomène qui est piloté par la déformation [2]. Pour une nuance donnée, il y a fissuration à chaud si la déformation, dans un intervalle de température donnée (BTR), est supérieure à une déformation seuil.

Les valeurs critiques sont déterminées par des essais de laboratoire (dans cette étude des essais sur éprouvettes planes encastrees ont été utilisés, cf. paragraphe suivant) pour lesquels le chargement thermomécanique est modifié d'essais en essais afin d'obtenir une transition éprouvettes fissurées – éprouvettes non fissurées. Un calcul thermomécanique est nécessaire afin d'accéder à la valeur critique du chargement.

L'analyse de la littérature montre que la déformation critique et le BTR ne sont pas des propriétés intrinsèques du matériau. En effet, la déformation critique dépend de la vitesse de déformation donc du chargement thermomécanique. Une augmentation de la vitesse de déformation augmente la déformation critique pour les aciers [3]. Le BTR dépend de la composition chimique locale qui dépend du processus de refroidissement. Pour les aciers inoxydables la déformation critique est comprise entre 1% et 9% [3].

Il est à noter que certains auteurs utilisent des essais de traction à chaud en zone de transition pâteuse. Ces essais, complexes à réaliser, permettent de déterminer directement la déformation critique.

2.2 Modèle mésoscopique basé sur la mécanique des fluides

Le modèle qui sera développé par la suite est le modèle RDG [4]. L'analyse de la bibliographie montre que ce modèle permet de rendre compte qualitativement ou en valeur relative des sens de variation mais qu'il est quantitativement trop conservatif [2].

Ce modèle est basé sur l'équation de conservation de la masse appliquée à la zone solide-liquide (zone pâteuse). Il prend en compte à la fois une déformation subie par le squelette solide perpendiculairement aux dendrites et l'appel de liquide induit par le retrait de solidification. Dans cette zone pâteuse, le réseau dendritique est donc assimilé à un milieu poreux. Le modèle introduit une chute de pression dans les films liquides au-delà de laquelle la cavitation (la germination d'un premier pore) a lieu. Le critère est donc basé sur un bilan de masse entre le besoin en métal liquide pour combler les espaces interdendritiques (variation de densité et déformation mécanique) et l'apport par perméabilité à travers le réseau dendritique (flux entrant). Ainsi, un pore (assimilé à une amorce de fissure) apparaît si le mouvement du liquide ne peut pas compenser la déformation du solide.

Les auteurs [4] démontrent que la chute de pression critique peut être reliée à la vitesse de déformation critique. Cette relation est donnée par l'équation ci-dessous:

$$\dot{\varepsilon} = \left[\frac{\Delta P}{180\mu} G \lambda^2 - V_i \beta A \right] \frac{G}{(1 + \beta)B}$$

$\dot{\epsilon}$	vitesse de déformation	$\Delta P =$	pression de cavitation
β	variation de la masse volumique	μ	viscosité du liquide
$G = \frac{dT}{dx}$	gradient thermique	λ_2	espacement interdendritique secondaire
$V_t = \frac{dx}{dt}$	vitesse de solidification d'avancée du front de solidification	T_{coal}	température de coalescence
f_s	fraction solide	T_{li}	température de cohérence

Avec $A = \int_{T_{coal}}^{T_{cohér}} \frac{f_s^2}{(1-f_s)^2} dT$ (°C) et $B = \int_{T_{coal}}^{T_{cohér}} \frac{f_s^2}{(1-f_s)^3} * (\int f_s \cdot dT) dT$ (°C²)

Les intégrales A et B ne dépendent que du chemin de solidification. Elles permettent, par exemple de réaliser des études de sensibilité en fonction de la composition.

Si la vitesse de déformation est une vitesse moyenne entre la température de cohérence (T_{coh}) et la température de coalescence (T_{coal}) et si la déformation est nulle à la température de cohérence (fluide) alors :

$$\dot{\epsilon} = \frac{\epsilon}{T_{coh} - T_{coal}} \times V_r \quad \dots\dots\dots \text{avec } V_r \text{ vitesse de refroidissement}$$

L'équation devient donc :

$$\epsilon = \left[\frac{\Delta P}{180\mu} G \lambda_2 - V_t \beta A \right] \frac{G}{(1 + \beta) B V_r} (T_{coh} - T_{coal})$$

Notons que la déformation critique évaluée avec ce modèle est différente de la déformation critique du modèle macroscopique. La déformation critique issue du modèle macroscopique intègre à la fois l'initiation et la propagation de la fissure alors que la déformation critique issue de ce modèle n'identifie qu'une déformation pour former des pores assimilés à des amorces de fissures mais n'intègre pas la phase de propagation.

3 Résultats expérimentaux

3-1 Dispositif expérimental

L'essai JWRI (figure n°1) consiste à réaliser une ligne de fusion sur une éprouvette plane de faible épaisseur encastree à une extrémité et libre de chargement à l'autre extrémité [5] et [6]. Des fissures (figure n°2) apparaîtront ou non durant le soudage en fonction de l'intensité du bridage (largeur de l'éprouvette) et de l'énergie linéique du soudage (intensité et vitesse de soudage).

Les 24 éprouvettes testées avaient une épaisseur constante de 2 mm et une largeur variant de 20 mm à 80 mm. La tension de soudage a été maintenue à une valeur constante de 10 volt. L'énergie de soudage a varié entre 2 kJ/cm et 3 kJ/cm (par modification de l'intensité et/ou la vitesse de soudage). La nuance étudiée était un acier inoxydable austénitique stabilisé au titane de type AISI 321.



Figure 1 : montage pour l'essai JWRI

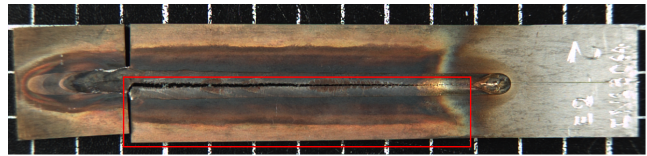


Figure 2 : éprouvette fissurée

3-2 Expertises métallurgiques

Sur le métal de base et les éprouvettes fissurées, des expertises métallurgiques ont été réalisées. Elles démontrent d'une part l'absence de ségrégation des éléments soufre et phosphore qui pourraient amplifier le risque de fissuration à chaud et d'autre part que les fissures observées sont de type interdendritique (figure n°3) et intergranulaire confirmant ainsi un mécanisme de fissuration à chaud.

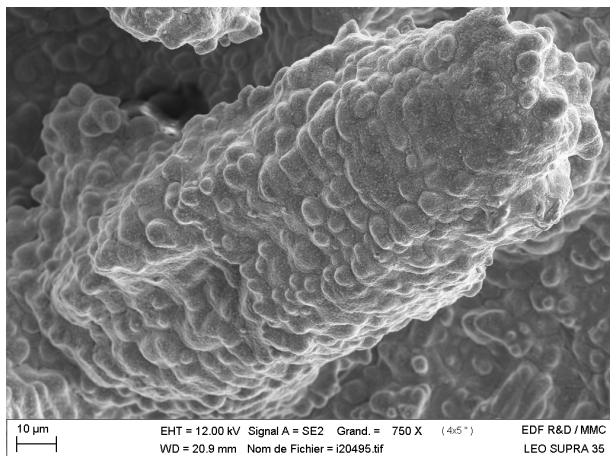


Figure 3 : dendrites primaires dans la zone de propagation de la fissure

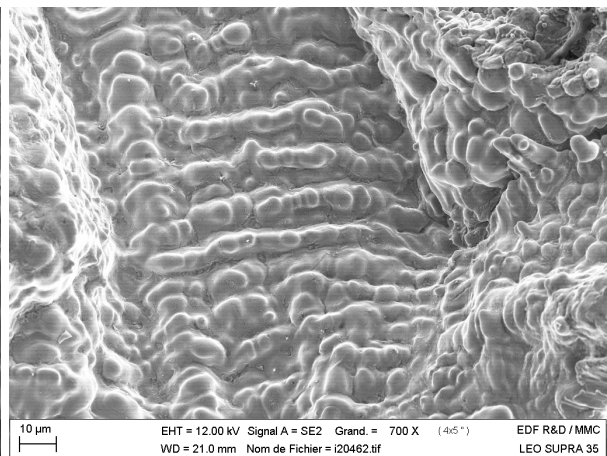


Figure 4 : espacement interdendritique secondaire

De plus, ces investigations ont permis d'évaluer l'espace espacement interdendritique secondaire (4 à 7 μm) qui est une donnée d'entrée du modèle RDG (figure n°4).

4-Détermination de la source thermique et de la loi de comportement

4-1 Source thermique

La modélisation multiphysique du procédé de soudage est complexe car elle nécessite la modélisation des transferts de chaleur thermo-fluides dans l'arc électrique avec prise en compte des phénomènes électromagnétiques, la modélisation des mouvements convectifs dans le bain fondu et leur interaction avec le plasma de couverture. Une solution consista à ne pas décrire le procédé mais à l'aide de mesure de température d'identifier, par méthode inverse, un chargement thermique équivalent au procédé. C'est cette option que nous avons choisie.

La source de chaleur choisie est donnée par la formule ci-dessous.

$$q(X,Y,Z,t) = \frac{3kUI}{\pi e r_b^2} \exp \left[-\frac{(X - Vt)^2 + Y^2 + f_p \cdot (e - Z)^2}{r_b^2} \right] \times H(Z - s)$$

X, Y, Z	Coordonnées dans le repère fixe	V	Vitesse d'avancement de l'électrode
U	Tension d'arc	t	Instant
I	Intensité de soudage	e	Epaisseur de la tôle
k	Coefficient de rendement	r_b	Rayon de l'arc
f_p	Facteur d'atténuation en épaisseur	s	Facteur de troncature

Une troncature modélisée par la fonction Heaviside a été introduite afin de décrire les situations où le bain de fusion n'est pas débouchant (représente une profondeur limitée que peut affecter directement la source de chaleur). La source thermique a été optimisée par minimisation des écarts entre les températures mesurées et calculées. Les variables de minimisation sont le rayon de l'arc, le facteur d'atténuation en épaisseur, le facteur de troncature, le facteur k proportionnel au rendement.

Les températures calculées sont très proches des mesures expérimentales (figure n°5). La moyenne de la différence entre les températures maximales calculées et mesurées est de l'ordre de 30°C, ce qui est acceptable compte tenu de l'incertitude de la mesure de température.

De plus nous avons comparé la taille du bain de fusion calculée avec celle observée expérimentalement dans nos essais.

La limite du bain fondu a été dessinée comme la surface isotherme à 1440°C (température liquidus). La demi-largeur est de 1620 μm calculée avec les paramètres identifiés pour ces conditions de soudage, alors que la demi-largeur observée dans l'essai réel est de 1710 μm . La différence relative est donc de 5,6% pour la largeur. La profondeur du bain est de 720 μm dans la simulation et de 840 μm dans l'essai réel, ce qui donne une différence relative de 16,7% (figure n°6).

La taille de bain calculée dans la simulation est donc en première approche représentative de la réalité.

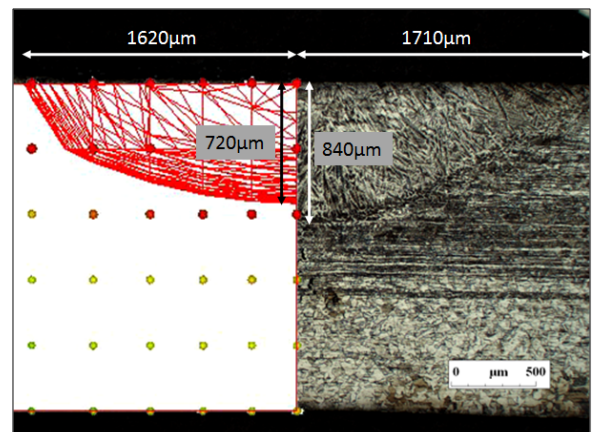
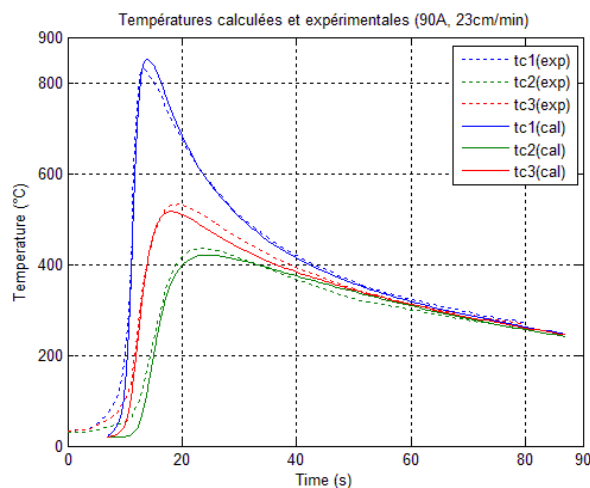


Figure 5 : comparaison des températures

Figure 6 : comparaison de la taille de bain

4-2 Détermination de la loi de comportement

Les températures lors des essais de fissuration à chaud en zone de transition pâteuse sont élevées, une loi de comportement élasto-viscoplastique doit donc être utilisée. Nous avons décidé d'utiliser un modèle avec une vitesse de déformation plastique en loi puissance. Le critère de plasticité est cinématique, il comporte une variable d'écrouissage fonction de la température.

$$\dot{\sigma} = \left(\frac{\langle F \rangle}{K} \right)^n$$

Le modèle de comportement du matériau comporte 8 paramètres, deux pour la déformation élastique (E , ν), un pour la déformation thermique (α), trois pour l'écrouissage (R , C , γ) et deux pour l'écoulement visqueux (K , n).

Dans le cadre de cette étude nous avons exploité les essais de la référence [5]. Les paramètres associés à la déformation élastique et thermique sont ceux de la référence [5]. Les paramètres de la loi d'écrouissage sont identifiés à partir de la loi de Delobelle de la référence [5]. Enfin, les paramètres de l'écoulement visqueux ont été déterminés en minimisant l'écart entre la loi sinus hyperbolique et la loi puissance par optimisation des paramètres K et n .

5 Détermination des critères de fissuration

5-1 Critère mécanique

Les résultats expérimentaux ont été analysés avec la source thermique et la loi de comportement déterminées au paragraphe précédent.

La taille de la zone fondue ($> 1440^\circ\text{C}$) devient constante à partir des premières secondes. Le régime permanent est établi en moins de 6 secondes.

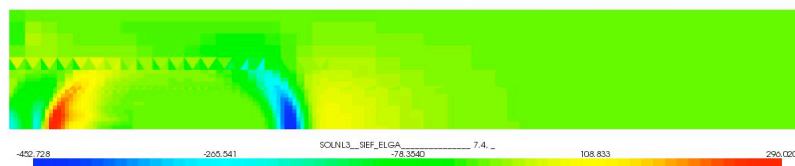


Figure 7 : champ de contrainte

Lorsque la température augmente (figure n°7), l'élément se voit d'abord dans une zone en légère traction (zone jaune devant le bain fondu), ensuite le matériau passe à un état de compression dont la valeur peut atteindre 280 MPa (zone bleue qui se situe à la limite devant du bain de fusion). Bien entendu, la contrainte est nulle pour des températures supérieures au point de fusion, ce qui empêche l'amorçage de fissures. Cette zone sans contrainte correspond en fait à la zone étendue en vert clair. En fin de solidification, la contrainte transversale remonte en traction dans une zone pâteuse (la zone jaune derrière la zone verte) dont la fraction solide est élevée et qui donnerait lieu à la fissuration. Lorsque le matériau est complètement solidifié, la contrainte de traction va continuer d'augmenter très rapidement dans la zone rouge mais le risque de fissuration est moindre puisque la structure coalescée présente déjà une résistance mécanique. Ces premières simulations réalisées en régime thermique permanent montrent l'existence d'une zone en traction en fin de solidification susceptible de

provoquer la fissuration à chaud.

La zone sensible de la zone pâteuse où la ductilité chute est de faible extension (de l'ordre de $50\ \mu\text{m}$) et le temps où le matériau est sensible est de l'ordre de 100 ms (figure n°8).

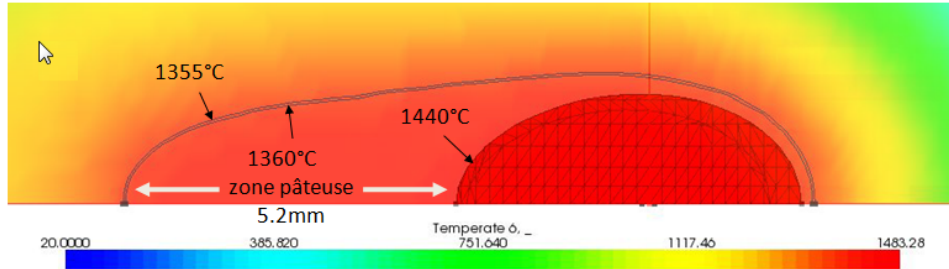


Figure 8 : représentation de la zone pâteuse

La simulation des résultats expérimentaux permet de tracer les courbes ci-dessous qui retracent la déformation en fonction de la température. La délimitation entre la zone à risque (au dessus de l'éprouvette fissurée) et la zone non risquée (en dessous de l'éprouvette non fissurée) est issue des observations expérimentales.

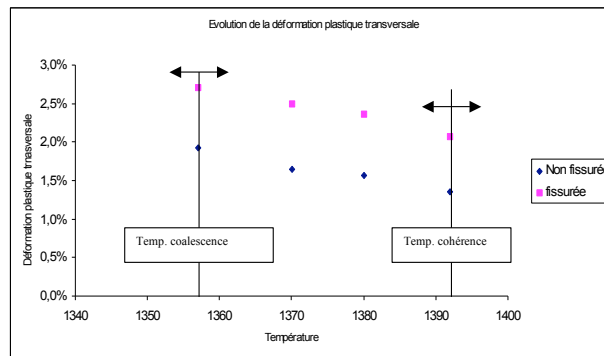


Figure 9 : déformation plastique cumulée critique

La ductilité minimum est de l'ordre de 1,5% (température de cohérence 1400°C , $f_s = 0,8\%$).

Cette valeur dépend fortement du choix de la température de cohérence. En effet, Les valeurs des contraintes et des déformations n'ont aucun sens au-delà de la température du liquidus. Pour prendre en compte le changement de phase solide-liquide-solide, il faut définir de nouvelles grandeurs mécaniques uniquement à partir d'une température T^* lors du refroidissement d'un point matériel fondu. Cette température T^* marque le début de la coalescence de la microstructure. La valeur de la grandeur physique (σ_{yy} ou ϵ_{yy}) pour $T = T^*$ doit être soustraite à l'ensemble de l'évolution de la grandeur étudiée. Les grandeurs remises à zéro sont notées σ_{yy}^* et ϵ_{yy}^* . Plus la température de cohérence est élevée et plus la déformation critique est élevée. Un calcul avec une température de cohérence de 1392°C ($f_s = 0,85\%$) conduit à une ductilité minimum de l'ordre de 1%.

5-2 Critère RDG

A ce jour, la pression de cavitation pour des aciers inoxydables n'apparaît pas dans la littérature. Nous l'avons donc déterminée en supposant que cette pression de cavitation critique, peut être déterminée à partir de la valeur de la déformation dans la zone de transition fissuration-absence de fissuration.

Les calculs conduisent à une valeur de pression de cavitation de l'ordre de 100 kPa.

Ce mode de détermination introduit un biais car les essais traduisent non seulement l'amorçage mais aussi la propagation d'une fissure alors que le critère RDG ne traduit que la cavitation plus représentative du phénomène d'amorçage.

La pression de cavitation au sens du modèle RDG est donc très certainement plus faible que cette valeur de 100 kPa (car la déformation critique au sens de RDG à prendre en compte est plus faible que celle prise en compte dans notre calcul). Cette valeur reste à confirmer.

6 Conclusion et perspectives

Cette première étude démontre que l'essai JWRI peut contribuer à l'établissement de critère de fissuration à chaud (nature de la fissuration confirmée). Cet essai permet, en jouant sur les dimensions de l'éprouvette et les paramètres de soudage, de définir une transition entre un état non fissurant et un état fissurant. Les essais confirment, en accord avec la littérature, la grande dépendance des résultats avec la variation de l'énergie de soudage et/ou de la composition chimique. L'étude de la modélisation de la FAC avec l'essai JWRI doit être poursuivie avec des axes de progrès d'une part sur le dimensionnement de l'éprouvette (graduation des essais dans la zone de transition fissuré-non fissuré) et d'autre part sur l'instrumentation associée (séparation des phases amorçage et propagation). Les essais mettent en évidence une chute de ductilité critique en accord avec la littérature et qui est comprise entre 1,5% et 2%. Cette valeur dépend fortement des fractions de coalescence et de cohérence qui doivent donc être déterminées par une méthode appropriée (par exemple des essais de traction en zone de transition pâteuse). L'introduction du raffinement de maillage et des éléments cohésifs autoriseraient une analyse des critères plus fine en permettant de mieux maîtriser les phénomènes physiques prenant naissance dans la zone d'intérêt et de distinguer la partie amorçage de la partie propagation des fissures à chaud. Cette distinction permettrait notamment de déterminer plus précisément la valeur de la pression de cavitation du modèle RDG.

Références bibliographiques

- [1] JM Carpreau « La fissuration consécutive à l'opération de soudage à l'arc », Matériaux et techniques 98, 251-259, 2010
- [2] L Katgerman, DG Eskin « In search of the prediction of hot cracking in aluminium alloys » Hot Cracking Phenomena in Welds II, 2007
- [3] C E Cross « Weld solidification Cracking » Hot Cracking Phenomena in Welds II, page 38-57, 2007
- [4] M. Rappaz, JM. Drezet, M. Gremaud, A new hot-tearing criterion, Metal Mater Trans A, 1999, Vol.30A, pp.449-456.
- [5] N.Kerrouault, Fissuration à chaud en soudage d'un acier inoxydable austénitique, thèse CEA, 2001
- [6] Jean Wisniewski, Modélisation thermomécanique de la fissuration à chaud en soudage par faisceau d'électrons d'un alliage CuCrZr, Thèse de Doctorat, Université de Bretagne-Sud, 2009
- [7] <http://www.code-aster.org>